



# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 07102323  
PUBLICATION DATE : 18-04-95

APPLICATION DATE : 06-10-93  
APPLICATION NUMBER : 05250385

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : KIYASU TETSUYA;

INT.CL. : C21D 9/46 C21D 8/02 C22C 38/00 C22C 38/06

TITLE : PRODUCTION OF HIGH TENSILE STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET  
EXCELLENT IN PRESS FORMABILITY

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a high tensile strength cold rolled steel sheet excellent in tensile strength, ductility, and deep drawability and suitable for galvannealing by subjecting a slab of a steel with specific composition to hot rolling, to cold rolling at specific draft, and then to continuous annealing.

CONSTITUTION: A slab of a steel, which has a composition containing, by weight, 0.10-0.20% C, <3.0% Si, <2.0% Mn, 0.01-0.20% Al, <0.2% P, and <0.010% S or further containing 0.0005-0.0050% B or 0.01-2.0% of one or  $\geq 2$  elements among Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, Ti, and V independently or in combination is used. Hot rolling of this slab is started at  $\leq 1250^{\circ}\text{C}$  and finished at a temp. not lower than the  $\text{Ar}_3$  transformation  $<$  point, followed by coiling at  $\leq 500^{\circ}\text{C}$ . Subsequently, cold rolling is done at 30-48% draft, and the resulting cold rolled sheet is continuously annealed at a temp. not higher than the  $\text{Ac}_3$  transformation point and then cooled at (5 to 15) $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  cooling rate. Further galvannealing and alloying treatment are performed, if necessary, by which the cold rolled steel sheet, having a tensile strength as high as 400-540MPa and excellent in ductility and deep drawability, can be produced.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-102323

(43) 公開日 平成7年(1995)4月18日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/46	F			
8/02	A	7217-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 S			
38/06				

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平5-250385

(22) 出願日 平成5年(1993)10月6日

(71) 出願人 000001258  
川崎製鉄株式会社  
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 岡田 進  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(72) 発明者 佐藤 進  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(72) 発明者 喜安 哲也  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

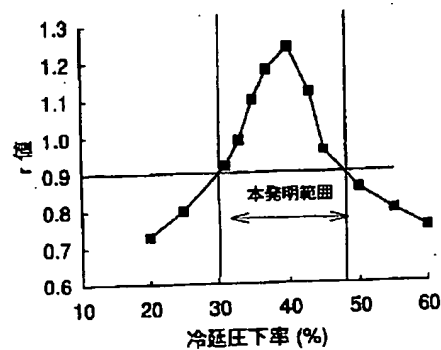
(74) 代理人 弁理士 小川 順三 (外1名)

(54) 【発明の名称】 プレス成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 T.S. が 400~540 MPa 程度の高い引張り強さを有し、また延性および深絞り性に優れかつ r 値も比較的良好(0.9以上確保)で、しかも溶融亜鉛めっきにも適した高強度冷延鋼板を得る。

【構成】 C : 0.10~0.20wt%、 Si : 3.0 wt%以下、 Mn : 2.0 wt%以下、 Al : 0.01~0.20wt%、 P : 0.002 wt%以下、 S : 0.010 wt%以下を含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼スラブを、熱間圧延後、30~48%の圧下率で冷間圧延し、ついで連続焼鈍を施す。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.10~0.20wt%、 Si : 3.0 wt%以下、

Mn : 2.0 wt%以下、 Al : 0.01~0.20wt%、

P : 0.2 wt%以下、 S : 0.010 wt%以下

を含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼スラブを、熱間圧延後、30~48%の圧下率で冷間圧延し、ついで連続焼鈍を施すことを特徴とする、プレス成形性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 鋼スラブの成分組成が、

C : 0.10~0.20wt%、 Si : 3.0 wt%以下、

Mn : 2.0 wt%以下、 Al : 0.01~0.20wt%、

P : 0.2 wt%以下、 S : 0.010 wt%以下

を含み、かつB : 0.0005~0.0050wt%を含有し、残部は実質的にFeからなるものである請求項1に記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】 鋼スラブの成分組成が、

C : 0.10~0.20wt%、 Si : 3.0 wt%以下、

Mn : 2.0 wt%以下、 Al : 0.01~0.20wt%、

P : 0.2 wt%以下、 S : 0.010 wt%以下

を含み、かつCu、Ni、Cr、Mo、Nb、TiおよびVのうちから選んだ1種または2種以上 : 0.01~2.0 wt%を含有し、残部は実質的にFeからなるものである請求項1に記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】 鋼スラブの成分組成が、

C : 0.10~0.20wt%、 Si : 3.0 wt%以下、

Mn : 2.0 wt%以下、 Al : 0.01~0.20wt%、

P : 0.2 wt%以下、 S : 0.010 wt%以下

を含み、かつB : 0.0005~0.0050wt%を含み、さらにCu、Ni、Cr、Mo、Nb、TiおよびVのうちから選んだ1種または2種以上 : 0.01~2.0 wt%を含有し、残部は実質的にFeからなるものである請求項1に記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、400MPa以上の強度を有しかつプレス加工性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車については、製造コスト、燃費、さらには環境汚染対策などの面から、その軽量化が進められている。具体的な手段の一つとして、鋼板の高張力化による板厚の薄肉化があり、とくに引張り強さ(T.S.)が300MPaから400~490MPa程度への強化は設備改造の負担も小さいためにニーズが高い。しかしながら、高張力化は一般に、加工性、すなわち延性やr値、伸びフランジ性の劣化をもたらすことが指摘されていた。また、薄肉化のためには、耐食性の向上も併せて必要とされ、そのため良好なめっき処理性も要求される。現在、かかる自動車用鋼板のめっき処理としては、

コストが低い溶融亜鉛めっきが主流である。

【0003】上述した観点から、加工性やめっき性を劣化させことなく高張力化を図る試みが、以下に述べるように幾つか提案されているが、いずれも解決すべき課題を残していた。

(1) 強化元素添加極低炭素鋼(例えば特開平3-199312号公報)

この鋼は、一般に強度-r値のバランスが良く、伸びフランジ性も標準的であるが、延性はやや非力である。また、熱延板が硬質であるにもかかわらず高圧下冷延(圧下率:60%以上)を必要とするので、設備への負担が大きい。さらに、極低炭素鋼に合金元素を多量に添加するので、溶融亜鉛めっきが極めて難しい。加えて、強化元素、強冷延圧下、高温焼鈍などのためコスト高でもある。

【0004】(2) 低炭素複合組織鋼(例えば特公昭62-13415号公報)

この鋼は、一般に強度-延性のバランスが良く、r値も1.0程度であるが、マルテンサイトを含む複合組織となるために伸びフランジ性は低い。また、複合組織化のために急冷を必要とするので、溶融亜鉛めっき処理には不適である。さらに、第2相形成促進元素を十分添加できるT.S.:550MPa以上の鋼板は安定して製造できるが、それ以下のT.S.では冷却速度の厳しい管理が必要である。

【0005】上記した2種類が代表的な鋼種であり、良好なr値を必要とする深絞り成形には鋼(1)が、また良好な延性を必要とする張出成形には鋼(2)が、ただし穴抜き等の伸びフランジ加工が入る場合には鋼(1)が、使用されることが多い。しかしながら、いずれの鋼板も溶融亜鉛めっき処理性に難点を残していた。さらに、現実の成形加工処理では、深絞り、張出しおよび伸びフランジが混在した成形がほとんどであることから、各特性のバランスがとれた鋼板が必要となるわけであるが、現在までのところ、上記の要望を満足するバランスの良い鋼板はまだ開発されていない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】この発明は、上記した問題解決の一助となる鋼板の有利な製造方法を提案しようとするものであり、具体的には、T.S.:400~540MPa程度の高い引張り強さを有し、また延性および深絞り性に優れかつr値も比較的良好(0.9以上確保)で、しかも溶融亜鉛めっきにも適した高張力冷延鋼板の製造方法を提案することを目的とする。

【0007】すなわちこの発明の要旨構成は次のとおりである。

1. C : 0.10~0.20wt%、 Si : 3.0 wt%以下、Mn : 2.0 wt%以下、 Al : 0.01~0.20wt%、 P : 0.2 wt%以下、 S : 0.010 wt%以下を含有し、残部は実

質的にFeの組成になる鋼スラブを、熱間圧延後、30~48

%の圧下率で冷間圧延し、ついで連続焼鈍を施すことを特徴とする、プレス成形性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法（第1発明）。

2. 上記した第1発明において、鋼スラブの成分組成が、さらにB:0.0005~0.0050wt%を含有する組成であるプレス成形性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法（第2発明）。

3. 上記した第1発明において、鋼スラブの成分組成が、さらにCu, Ni, Cr, Mo, Nb, TiおよびVのうちから選んだ1種または2種以上:0.01~2.0 wt%を含有する組成であるプレス成形性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法（第3発明）。

4. 上記した第1発明において、鋼スラブの成分組成が、さらにB:0.0005~0.0050wt%並びにCu, Ni, Cr, Mo, Nb, TiおよびVのうちから選んだ1種または2種以上:0.01~2.0 wt%を含有する組成であるプレス成形性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法（第4発明）。

【0008】

【作用】この発明の第1の特徴は、Cを0.10~0.20wt%の範囲に限定したことにある。というのは、C量が上記の範囲では、通常の連続焼鈍炉（CAL）および連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）における冷却速度（2~25℃/s）でフェライト+パーライト型組織が形成され、良好な強度-延性バランス、強度-伸びフランジ性バランスが得られるからである。また、Cが上記の範囲では、強化元素の粒界拡散による表面濃化が効果的に抑制されるので、めっき等のめっき欠陥も発生しにくくなる利点もある。なお、C含有量が0.10wt%未満では、セメントタイトの析出ポテンシャルが不足するため、降伏伸び(Y.El)が発生し易くなる。

【0009】しかしながら、C量が上記の範囲では、一方でr値の低下を招く不利がある。そこで、この発明では、上記したようなr値の低下を、以下に述べるように、製造工程とくに冷延工程に工夫を加えることによって改善したのであり、この点がこの発明の第2の特長である。

【0010】図1に、C:0.16wt%, Si:0.02wt%, Mn:

Mn:0.6 wt%, Al:0.042 wt%, P:0.010 wt%, S:0.0018wt%, N:0.0021wt%およびB:0.0009wt%を含有し、残部が実質的にFeである組成の連続鋳造スラブを、スラブ加熱温度（SRT）:1200℃、熱延終了温度（FD T）:890℃、コイル巻取り温度（CT）:450℃の条件で熱間圧延したのち、種々の圧下率で冷間圧延を施して最終板厚:1.6 mmに仕上げ、ついで加熱温度:800℃、冷却速度:10℃/sの条件下に連続焼鈍を施したのち、圧下率:1.2%の調質圧延を施して得た冷延板の、冷延圧下率とr値との関係について調べた結果を示す。同図に示したとおり、冷延圧下率が30~48%の範囲であれば、r値 $\geq$ 0.9を確保することができる。

【0011】上記のように、冷延圧下率を30~48%の範囲に制限することによってr値が改善される理由については、まだ明確に解明されたわけではないが、次のように推察される。すなわち、一般に冷延圧下率を高くするほど（111）集合組織が焼鈍時に発達し、r値は上昇する。しかしながら、あるレベルたとえば低炭素鋼板では圧下率が60~70%を超えると、（111）以外の集合組織が焼鈍時に優勢になり、逆にr値は下降する。本成分系では、このr値が最大となる圧下率が40%付近にあるものと考えられる。

【0012】表1に示す組成の発明鋼および従来鋼①、②をそれぞれ、表2に示す条件下に製造し、得られた各鋼板の材質を比較して表3に示す。なお、従来鋼①は極低炭素鋼、従来鋼②は低炭素複合組織鋼である。ここで、T.S.、Y.S.、Elおよびr値とも、常法に従い、圧延方向、圧延直角方向、圧延45°方向×2の平均値をとった。また伸びフランジ性はサイドベンド伸び（SB）で表した。すなわち、50mm×150mmの試験片を剪断後、無手入れで長辺に沿って曲げて伸びを測定し、圧延方向および圧延直角方向の平均値をとった。なお、強度-延性バランスはT.S.×El、強度-伸びフランジ性バランスはT.S.×SBで表した。

【0013】

【表1】

鋼種	成分組成 (wt%)							
	C	Si	Al	Mn	P	S	N	その他
発明鋼	0.16	0.02	0.042	0.60	0.010	0.0018	0.0021	B:0.0009
従来鋼①	0.0024	0.51	0.034	1.60	0.072	0.012	0.0022	Ti:0.050
従来鋼②	0.04	0.01	0.054	1.24	0.040	0.015	0.0038	Cr:0.48

【0014】

【表2】

製造条件	SRT (℃)	FDT (℃)	CT (℃)	冷延率 (%)	焼鈍温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	縦貫圧延 率 (%)	板 厚 (mm)
発明鋼	1200	890	450	40	800	10	1.2	1.6
従来鋼①	1200	890	550	75	850	10	1.2	1.6
従来鋼②	1200	890	550	55	770	40	1.2	1.6

【0015】

\* \* 【表3】

機械的性質	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El (%)	伸び (%)	r 値	T.S.×El	T.S.×SB	Y.R. (%)
発明鋼	271	452	44.9	67	1.24	203	303	60
従来鋼 ①	294	450	41.2	62	1.65	185	279	65
従来鋼 ②	246	456	47.7	23	0.88	218	105	54

【0016】表3より明らかなように、発明鋼は、従来鋼①に比べ、強度-延性バランスおよび強度-伸びフランジ性バランスが優れている。また、冷延圧下率、焼鈍温度などについても、発明鋼の方が設備に負担がかからないという利点がある。また、発明鋼は、従来鋼②に比べ、強度-伸びフランジ性バランスおよびr値で優れ、また、焼鈍後急冷を必要としない点でも有利である。

【0017】以下、この発明において、素材の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C: 0.10~0.25wt%

前述したとおり、Cを0.10wt%以上添加することにより、通常のCAL、CGLでフェライト+パーライト型組織が形成されるため、優れた強度-延性バランスおよび強度-伸びフランジ性バランスが得られる。また、強化元素の粒界拡散による表面酸化が効果的に抑制されるので、めっき性も改善される。この点、C含有量が0.10wt%に満たないと、セメンタイトの析出ポテンシャルが不足して降伏伸び(Y.El)が発生し易く、一方0.20wt%を超えると、r値、伸びフランジ性などの劣化を招く。なお、最も材質バランスが良いC量の範囲は、0.12~0.18wt%である。

【0018】Si: 3.0wt%以下

Siは、強化元素として有効であるが、3.0wt%を超えて添加すると、熱延時に堅固な表面酸化物(スケール)を生成して酸洗工程が困難になるので、3.0wt%以下の範囲に限定した。なお、溶融亜鉛めっき鋼板とする場合には、不めっき防止の点から0.50wt%以下とするのが望ましい。

【0019】Mn: 2.0wt%以下

Mnも、強化元素として極めて有効であるが、2.0wt%を超えて添加すると、r値、伸びへの悪影響が顕著になるので、2.0wt%以下の範囲で含有させるものとした。下限については特に限定しないけれども、この元素は安価であり、また溶融亜鉛めっき性への悪影響も少ないので、0.4wt%以上の添加が望ましい。

【0020】Al: 0.01~0.20wt%以下

Alは、鋼の脱酸の面から少なくとも0.01wt%以上の添加

を必要とするが、添加コストを考慮して上限を0.20wt%とした。

【0021】P: 0.2wt%以下

Pも、強化元素として有効に寄与するが、0.2wt%を超えて添加すると、脆性破壊を起こし易くなるので、0.2wt%以下に制限した。なお、合金化溶融亜鉛めっき鋼板とする場合には、合金化時における焼けむら防止の観点から、0.04wt%以下とすることが望ましい。

【0022】S: 0.010wt%以下

Sは、延性、伸びフランジ性に対する悪影響が大きいので極力低減することが望ましく、0.010wt%以下までの低減が最低限必要である。とくに、0.0030wt%以下まで低減した場合には、極めて優れた延性および伸びフランジ性を得ることができる。

【0023】以上、基本成分について説明したが、この発明では、さらに以下の元素を添加することもできる。

B: 0.0005~0.0050wt%

Bは、BNの形成により、フェライト+パーライト組織の形成を促進し、時効の抑制および降伏伸び(Y.El)の一層の低減に有効に寄与する。この効果を得るには、少なくとも0.0005wt%の添加が必要であるが、0.0050wt%を超えるとこの効果は飽和に達するだけでなく、r値の低下を招くので、0.0005~0.0050wt%の範囲で含有させるものとした。

【0024】Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, Ti, V: 0.01~2.0wt%

これらの元素はいずれも、強度の向上に有効に寄与するが、0.01wt%に満たないと十分な効果が得られず、一方2.0wt%を超えるとr値や延性の劣化を招くので、単独添加または複合添加いずれの場合も0.01~2.0wt%の範囲で含有させるものとした。

【0025】次に、この発明の製造工程について説明する。

・ 製造工程

製造手段はとくに限定されることはないが、介在物が少ない連続製造が好ましく、このときの鋳込み速度は1.0~1.5m/min程度が好適である。

(5)

特開平7-102323

7

## ・スラブ(再)加熱温度(SRT)

スラブは、再加熱有りまたは再加熱なしで熱延しても、どちらでも構わないが、熱延仕上げ温度:850℃以上を確保するためには、1100℃以上で熱延を開始することが望ましい。一方、製品の延性の面からは、熱延を1250℃以下で開始する方が好適である。

## ・熱延仕上げ温度(FDT)

熱延仕上げ温度は、所定の $r$ 値を確保する上からは、 $A_{r3}$ 変態点以上すなわち850℃以上とするのが望ましく、同じく $r$ 値確保の面から950℃以下で熱延を終了すること

## ・コイル巻取り温度(CT)

この発明では、コイル巻取り温度はとくに制限されることはないが、延性および伸びフランジ性の面からは500℃以下の低温で巻き取る方が有利である。

## ・冷延圧下率

既に述べたように、良好な $r$ 値を確保する上から、この発明では冷延圧下率を30~48%に限定することが肝要であり、かくして0.9以上の $r$ 値が保証されるのである。

## ・焼鈍温度

焼鈍温度は、再結晶温度以上、 $A_{c3}$ 点以下、とくに750~850℃程度が好ましく、この温度範囲で焼鈍した場合に、最も良好な $r$ 値が得られる。

## ・焼鈍後冷却速度

\*焼鈍後冷却速度は、CALおよびCGLラインにおける通常の条件である2~25℃/s程度で問題はないが、Y.EIの抑制および延性・伸びフランジ性確保の面からは5~15℃/s程度が好適である。

## ・めっき処理等

必要に応じて、上記の焼鈍に引き続くまたは焼鈍後再加熱して、溶融めっき処理を施してもよい。めっき条件は、常法に従えばよく、例えば溶融亜鉛めっき処理では浴温:400~500℃程度が好ましい。また、溶融めっき処理後に合金化処理を施すことにも問題ない。溶融亜鉛めっきの合金化処理は、500~600℃が好適である。また、電気めっき、有機被覆などの処理を焼鈍および/または焼鈍・溶融めっき処理の後に施してもよい。

## ・調質圧延

調質圧延は、必須ではないが、板形状の改善およびY.EIの抑制の面からは0.5~1.5%程度の圧延は有利である。

[0026]

【実施例】表4に示す種々の組成になる鋼スラブを、表5に示す条件下に処理し、冷延板とした。得られた各鋼板の機械的諸性質について調べた結果を表6に示す。特性の評価方法は、前掲表3の場合と同様である。

[0027]

[表4]

鋼記号	成 分 組 成 (wt%)								備 考
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	そ の 他	
A	0.17	0.05	0.51	0.051	0.009	0.0020	0.0025	—	発明鋼
B	0.15	0.05	0.72	0.044	0.011	0.0015	0.0023	B:0.0010	"
C	0.12	0.10	0.46	0.038	0.082	0.0028	0.0019	Cu:0.60, Ni:0.35 B:0.0012	"
D	0.11	0.50	0.24	0.021	0.024	0.008	0.0031	Cr:0.40, Mo:0.20 V:0.03	"
E	0.18	0.11	0.79	0.059	0.009	0.005	0.0028	Ti:0.05, Nb:0.09	"
F	0.06	0.10	0.39	0.047	0.010	0.0042	0.0024	—	比較鋼
G	0.24	0.23	0.52	0.041	0.014	0.0041	0.0026	—	"
H	0.16	0.03	0.67	0.049	0.011	0.016	0.0035	—	"
I	0.13	0.02	1.10	0.062	0.015	0.0022	0.0027	—	発明鋼
J	0.13	0.18	0.48	0.033	0.031	0.0026	0.0020	B:0.020 Mo:0.31	"
K	0.15	0.05	0.60	0.035	0.042	0.0028	0.0023	Cu:0.48	"

[0028]

[表5]

(6)

特開平7-102323

9

10

No.	鋼記号	熱延条件			冷延率 (%)	焼鈍温度 (℃)	鋼質 圧延率 (%)	備考
		STR (℃)	FDT (℃)	CT (℃)				
1	A	1200	900	400	40	830	1.0	適合例
2*	"	"	"	"	"	"	0.8	"
3*	"	"	"	600	"	"	"	"
4	"	"	"	"	60	"	1.0	比較例
5	B	1250	870	450	45	800	"	適合例
6*	"	"	"	"	"	"	0.8	"
7*	"	"	"	540	"	"	"	"
8	"	"	"	"	70	"	1.0	比較例
9	"	"	"	"	25	"	"	"
10	C	1150	860	450	45	850	1.2	適合例
11	D	1100	880	500	40	780	1.0	"
12	E	1280	890	"	35	"	"	"
13	F	1200	880	540	40	830	"	比較例
14	G	"	"	"	"	"	"	"
15	H	"	"	"	"	"	"	"
16	I	1230	880	420	37	820	0.8	適合例
17	J	1200	850	470	32	850	0.8	"
18	K	1150	920	570	47	780	0.8	"

\*...No. 2, 3, 6, 7は連続溶融亜鉛めっきライン  
(470℃でめっき処理後、550℃で合金化処理)

[0029]

[表6]

No.	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El (%)	r値	ヤング係数 SB (%)	Y.R. (%)	Y.El (%)	T.S.×El	T.S.×SB	備 考
1	254	422	48.5	1.10	71	60	0.1	205	300	第1発明
2*	256	430	48.5	1.05	70	60	0.1	209	301	"
3*	255	416	46.9	1.01	66	61	0.1	195	275	"
4	258	420	44.2	0.75	63	61	0.1	186	265	比較例
5	272	463	43.1	1.24	65	59	0	200	301	第2発明
6*	274	463	43.0	1.17	65	59	0	199	301	"
7*	281	465	41.6	1.15	61	60	0	193	284	"
8	297	470	40.5	0.78	57	63	0	190	268	比較例
9	274	451	40.4	0.82	56	61	0	182	253	"
10	297	486	39.5	1.19	62	61	0.1	192	301	第4発明
11	301	492	36.7	1.08	57	61	0.1	181	280	第3発明
12	320	533	33.9	1.03	52	60	0.1	181	277	"
13	246	357	45.4	0.85	53	69	0.7	162	189	比較例
14	315	564	38.4	0.88	18	56	0.2	217	102	"
15	287	447	34.6	0.98	34	64	0.1	163	152	"
16	265	444	46.6	1.05	68	60	0.1	207	302	第1発明
17	300	490	42.1	1.15	61	61	0	206	299	第4発明
18	291	479	42.2	1.07	59	61	0.1	202	283	第3発明

\*No. 2, 3, 6, 7 は連続溶融亜鉛めっきライン  
(470℃でめっき処理後、550℃で合金化処理)

【0030】A鋼は成分適合鋼であり、工程もこの発明に従ったNo.1～3（第1発明例）はいずれも、優れたT.S.、El、r値および伸びフランジ性を示したが、冷延圧下率が60%と適正範囲を超えたNo.4はr値が低かった。また、No.1～3の中では、低CT材であるNo.1～2の方が、No.3よりも延性および伸びフランジ性が一層優れていた。さらに、連続溶融亜鉛めっきラインを利用した場合（No.2～3）でも、何ら問題なくめっき処理を行うことができた。B鋼も成分適合鋼であり、工程もこの発明に従ったNo.5～7（第2発明例）はいずれも、優れたT.S.、El、r値および伸びフランジ性を示したが、冷延圧下率が高すぎる（70%）No.8、および低すぎる（25%）No.9はいずれも、r値が劣っていた。また、No.5～7の中では、低CT材であるNo.5～6の方が、No.7よりも延性および伸びフランジ性が一層優れていた。さらに、連続溶融亜鉛めっきラインを利用した場合（No.6～7）でも、何ら問題なくめっき処理を行うことができた。また、第1発明例であるNo.16および第4発明例であるNo.10, 17は、優れたT.S.、El、r値および伸びフランジ性を示した。さらに、第3発明例であるNo.11, 12, 18も、優れたT.S.、El、r値および伸びフランジ性を示し

たが、低CTかつSが0.0030wt%以下であるA、B鋼を用いた場合の方が、やや強度－延性バランスは良好であった。

【0031】これに対し、C含有量が適正下限に満たない場合（No.13）には、強度が不足し、Y.Elで示される時効性も劣悪であった。また、C含有量が適正上限を超える場合（No.14）には、強度が過剰となり、延性、r値および伸びフランジ性の劣化を招いた。とくにr値および伸びフランジ性の低下が大きかった。さらに、S含有量が0.016wt%と適正上限を超えて多量に含有された場合（No.15）には、延性の低下が大きかった。

【0032】

【発明の効果】以上説明したようにこの発明によれば、T.S.が400～540MPaと高く、また延性、深絞り性に優れたかつr値も比較的良好（0.9以上確保）で、しかも溶融亜鉛めっき性にも優れた高張力冷延鋼板を安価に得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】冷延圧下率とr値との関係を示したグラフである。



(8)

特開平7-102323

【図1】

